

М 255542
Министерство высшего и среднего специального образования СССР

Московское
ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени
высшее техническое училище имени Н. Э. Баумана

НА ДОМ
НЕ ВЫДАЕТСЯ

ЧЕЛЫШЕВА Алевтина Алексеевна

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ
ОБРАБОТОК НА СВОЙСТВА
ХРОМОМАРГАНЦЕВО-КРЕМНИСТЫХ СТАЛЕЙ

(Специальность 05.16.01 — Металловедение и термическая
обработка металлов)

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Работа выполнена в Московском ордена Ленина и ордена
Трудового Красного Знамени высшем техническом училище
им. Н. Э. Баумана.

Научный руководитель
доктор технических наук, профессор А. Г. РАХШТАДТ.

Официальные оппоненты:
доктор технических наук, профессор М. Л. БЕРНШТЕЙН,
кандидат технических наук В. И. ПУСТОВАЛОВ.

Ведущее предприятие — указано в решении Ученого Со-
вета.

А1	1974 г.
З	197 г.
на з	ция и механизма-
ция	Москва, 107005,
2-я I	
Е	длях, заверен-
ные	гу адресу.
С	блиотеке МВТУ
им. I	

М255572

А. СТЕПАНОВ



1255572

Челышева А.А. Исследования

- 3 -

В в е д е н и е

работы. Одной из важнейших задач металловедения, вытекающей из решения XXIV съезда КПСС, является изыскание новых высокопрочных сталей, не содержащих дорогих легирующих элементов и эффективно упрочняемых методами термомеханической обработки. Однако связь между легированием стали и степенью упрочнения при ТМО еще однозначно не установлена. Также не вполне ясны и некоторые вопросы структурных превращений деформированного аустенита в мартенсит при закалке стали, а также в процессе отпуска этой стали и последующей фазовой перекристаллизации. Наконец, нет данных и о том, сказывается ли структурное состояние, формируемое при ТМО, не только на комплексе стандартных механических свойств, но и на стойкости изделий в условиях кавитации, возникающей во многих ответственных изделиях.

цель работы. Исследовать влияние как низко-, так и высокотемпературной термомеханической обработки, а также деформационного старения мартенсита на особенности превращений в хромомарганцевокремнистых сталях разной легированности и на достигаемый уровень упрочнения, в том числе и на кавитационную стойкость. На основе этих исследований выбрать оптимальный состав стали и методы ее упрочнения.

Научная новизна. Выявлены общие закономерности влияния термомеханической обработки по прямой и обратной технологической схеме на превращения при закалке, отпуске и на достигаемый уровень упрочнения. При этом показано влияние ТМО на перлитное и мартенситное превращения переохлажденного аустенита, а также на превращение остаточного аустенита при отпуске и при деформационном старении. Установлены особенности структурной картины кавитационного разрушения стали после ТМО по сравнению с обычной закалкой и отпуском.

Практическая ценность. В работе установлены оптимальные составы глубокопрокаливающихся хромомарганцевокремнистых сталей и даны рекомендации по выбору режимов ТМО этих сталей, обеспечивающих высокий комплекс механических свойств и повышенную кавитационную стойкость. Разработанная сталь и режим ТМО опробованы на натурных испытаниях, на основе которых они рекомендованы для практического использования для деталей, работающих в жестких условиях гидравриабразивного износа.

Апробация работы. Сдельные разделы диссертации доложены на 2-х научно-технических конференциях.

Публикация. Результаты выполненных исследований опубликованы в 4 работах.

Объем работы. Диссертация изложена на 150 страницах машинописного текста и состоит из 7 глав с 32 таблицами и 78 рисунками, выводов и списка литературы из 217 наименований.

2455572
М

1. Материал и методы исследования.

Исследование проводилось на хромомарганцевокремнистых сталях с переменным содержанием углерода (от 0,3 до 0,5%) и марганца (от 1 до 8%). Составы исследованных сталей приведены в таблице 1.

Выплавку сталей производили в индукционных печах опытного завода ЦНИИЧМ. Слитки подвергали отжигу, ковке, прокатке. Заготовки проходили улучшающую термическую обработку.

На всех сталях исследовались следующие методы упрочняющих обработок: 1) двойная термическая обработка (закалка и отпуск); 2) высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО); 3) низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО); 4) деформационное старение мартенсита.

Таблица 1.

Химический состав исследованных сталей.

Тип стали	Содержание элементов, %						Другие легирующие элементы
	C	Si	Mn	Cr	S	P	
40X3ГC	0,38	1,55	1,0	2,9	0,017	0,008	-
40X3Г3C	0,39	1,60	2,9	2,9	0,017	0,008	-
40X3Г6C	0,39	1,55	6,3	3,0	0,015	0,009	-
40X3Г6CM	0,38	1,55	6,3	2,9	0,012	0,009	0,48 Mo
40X3Г8C	0,39	1,58	8,2	2,9	0,016	0,009	-
32X3Г6C	0,31	1,50	6,3	3,2	0,015	0,001	-
50X3Г6C	0,50	1,45	6,2	2,9	0,011	0,004	-
50X3Г6CB	0,49	1,44	6,2	2,9	0,012	0,003	0,15 Nb
50X3Г6CT	0,48	1,40	6,2	3,2	0,013	0,005	0,08 Ti
50X3Г6CF	0,50	1,40	6,3	2,9	0,013	0,003	0,15 V
50X3Г6CЦ	0,50	1,42	6,3	2,9	0,013	0,004	0,15 Zr

Решение поставленной задачи производилось с привлечением следующих методов исследования:

- изучение фазовых превращений при нагреве и охлаждении производилось dilatометрическим, магнитометрическим, рентгенографическим методами;
- определение комплексных механических свойств всех исследуемых сталей после различных режимов упрочнения производилось при статических испытаниях на растяжение и динамических ударных испытаниях как при комнатных, так и при повышенных температурах;
- прокаливаемость сталей определялась методом теплового моде-



лирования;

- оценка эксплуатационной надежности материала производилась по результатам жестких гидроэрозионных испытаний.

2. Исследование влияния легирования и микролегирования на структуру и свойства хромомарганцевокремнистых сталей

Дилатометрическим методом определены температурные интервалы превращения в исследуемых сталях. Установлено влияние концентрации марганца от 1,0 до 8% и углерода от 0,3 до 0,5% на положение критических точек при нагреве и охлаждении. Особенно резкое влияние на снижение температур мартенситного превращения оказывает содержание марганца. Показано, что остаточный аустенит в хромомарганцевокремнистых сталях претерпевает при нагреве превращения в области перлитного интервала, и температуры этого превращения зависят от состава стали.

Исследованием установлено, что при нагреве сталей до 900°C наблюдается процесс непрерывного повышения легированности аустенита за счет растворения избыточных карбидных фаз, богатых хромом. Повышение температуры закалки выше 950°C не приводит к дальнейшему увеличению твердости. Увеличение содержания марганца вызывает рост зерна, что повышает склонность сталей к хрупкому разрушению. Температура этого порога и скорость роста зерна снижаются в результате микролегирования ниобием и ванадием; влияние малых количеств титана и циркония незначительно.

Изучение процессов изотермического распада ^{улег.обл.}переохлажденного аустенита показало, что с ростом содержания марганца увеличивается инкубационный период превращения в перлитной области и снижается скорость этого превращения. Особенно резко возрастает устойчивость переохлажденного аустенита в области температур промежуточно.о превращения.

Исследованием прокаливаемости установлено, что с увеличением содержания марганца уменьшается критическая скорость закалки и стали становятся воздушнозакаливающимися.

Установлено влияние содержания марганца и углерода на комплекс механических свойств после упрочняющей термообработки. Так, с повышением содержания марганца от 1 до 3% в сталях в низкоотпущенном состоянии увеличиваются прочностные свойства при сохранении пластичности и вязкости. При увеличении марганца до 6% возрастает склонность к хрупкому разрушению, особенно при повышенной концентрации углерода, что связано с ростом хрупкости мартенсита. С повы-

шением концентрации марганца усиливается необратимая хрупкость при 300-400°C, а после отпуска при 450-550°C хрупкость связана с образованием мартенсита при охлаждении. При повторном отпуске хрупкость резко снижается за счет отпуска мартенсита, образовавшегося при первом отпуске. Применение ВТМО устраняет хрупкое состояние исследуемых сталей.

3. Влияние деформации переохлажденного аустенита и легирования на кинетику его превращения

Исследовано влияние пластической деформации переохлажденного аустенита и легирования на скорость изотермического превращения в перлитной и бейнитной областях. Показано, что пластическая деформация сокращает инкубационный период перлитного превращения и особенно в сталях с повышенным содержанием углерода и замедляет развитие этого превращения тем в большей степени, чем выше концентрация марганца, что связано с ростом плотности дефектов упаковки. Кроме этого, пластическая деформация на сталях с повышенным содержанием углерода повышает температуру минимальной устойчивости переохлажденного аустенита в области перлитного превращения, уменьшает устойчивость переохлажденного аустенита в области промежуточного превращения и создает ориентированное расположение продуктов перлитного превращения в областях более интенсивного протекания пластической деформации.

Установлено, что ВТМО и особенно НТМО сильно снижают степень превращения аустенита в мартенсит при охлаждении до 20°C и при обработке холодом. Это влияние тем значительнее, чем выше содержание в стали углерода и марганца и связано с ростом плотности дефектов строения, формирующих специфическую структуру исходного аустенита.

Показано, что ВТМО и НТМО повышают упрочнение мартенсита и поэтому даже при большом количестве остаточного аустенита, хотя и более сильно упрочненного, твердость стали выше, чем после обычной закалки.

Установлено, что пластическая деформация по схеме ВТМО или НТМО, воздействуя на субструктуру остаточного аустенита, снижает температуру его дальнейшего превращения в мартенсит при обработке холодом. Следует отметить, что скорость изотермического превращения остаточного аустенита в мартенсит при низких температурах зависит от состояния аустенита. После ВТМО и особенно НТМО эта скорость резко снижается и при том наиболее сильно в сталях с повышенным содержанием углерода и марганца.

Исследованием доказано, что изотермическое превращение остаточного аустенита при отпуске наблюдается в очень ограниченной степени и лишь при повышенных температурах с образованием структур перлитного типа. В основном, превращение остаточного аустенита идет при охлаждении от температур отпуска с образованием мартенсита. Относительная степень превращения остаточного аустенита зависит от его состояния и оказывается наибольшей после предварительной НТМО, меньшей - после ВТМО и наименьшей - после обычной закалки. Однако и после отпуска абсолютное количество остаточного аустенита выше после НТМО, меньше - после ВТМО и меньше всего - после обычной закалки. После ВТМО температура начала превращения остаточного аустенита при нагреве ниже, чем после обычной закалки.

Устойчивость остаточного аустенита после нагрева до температур перлитного превращения меньше, чем переохлажденного аустенита. Наименьшая устойчивость остаточного аустенита - после предварительной НТМО, что связано с большей плотностью дефектов строения, наследуемой этим остаточным аустенитом.

Количество остаточного аустенита не изменяется под действием дополнительной холодной пластической деформации и последующего отпуска в цикле обработки на деформационное старение мартенсита. Однако дополнительная деформация в процессе испытаний на растяжение снижает количество остаточного аустенита, что и ведет к повышению свойств прочности.

Показано, что наследование дефектов, созданных в процессе предварительных ВТМО и значительно меньшей степени - после НТМО, влияет после повторной аустенитизации на устойчивость переохлажденного аустенита в верхней области температур. Инкубационный период перлитного превращения после предварительной ВТМО с последующей повторной аустенитизацией меньше, чем после НТМО или предварительной закалки.

Наследование дефектов, созданных ВТМО, при повторной аустенитизации уменьшает степень развития мартенситного превращения при охлаждении, в том числе и при обработке холодом. После повторной аустенитизации стали, подвергнутой предварительной НТМО, мартенситное превращение сильно интенсифицируется до степени, почти соответствующей обычной закалке. Это свидетельствует о малой термической устойчивости субструктуры, созданной при НТМО, по сравнению с ВТМО.

Установлено, что повторная аустенитизация после деформационного старения полностью устраняет достигаемое при этом упрочнение независимо от вида предварительной упрочняющей обработки.

Влияние ТМО, легирования на свойства сталей.

Установлено влияние температуры аустенизации и температуры деформации в условиях ВТМО на свойства исследуемых сталей. Показано, что чем выше температура аустенизации ($1050-875^{\circ}\text{C}$) при постоянной температуре последующей деформации, тем ниже прочность (предел текучести), но выше пластичность за счет большей однородности аустенита, а, возможно, из-за несколько большего количества остаточного аустенита. При пониженной температуре деформации ($900-700^{\circ}\text{C}$) и при постоянной температуре аустенизации (900°C) наблюдается прирост прочностных свойств при сравнительно неизменных значениях свойств пластичности. Показано, что ВТМО обеспечивает более высокий комплекс прочностных свойств, чем обычная закалка, несмотря на наличие в первом случае большего количества остаточного аустенита.

Установлены зависимости механических свойств хромомарганцево-кремнистых сталей разной легированности и с разным содержанием углерода после обычной закалки, ВТМО и НТМО. У сталей, легированных 6% Mn и углеродом от 0,3 до 0,5%, эффективность ВТМО выше. Показано, что с ростом содержания марганца уменьшается степень разупрочнения при отпуске независимо от принятого метода упрочнения. Оптимальная температура отпуска всех исследованных сталей лежит в интервале $200-400^{\circ}\text{C}$.

В процессе выбора оптимального режима НТМО изучалось влияние температуры аустенизации, температуры и степени деформации, количество и величина частных обжатов при высоких значениях деформации, а также способность переохлажденного аустенита к деформационному упрочнению НТМО.

Установлено, что повышение температуры аустенизации от 900 до 1000°C способствует повышению степени однородности твердого раствора, что, в свою очередь, приводит к увеличению количества остаточного аустенита в стали после НТМО и снижению прочностных свойств. Верхней оптимальной температурой аустенизации при НТМО, так и после ВТМО, является температура $900-950^{\circ}\text{C}$. Температура деформации переохлажденного аустенита на основании диаграмм изотермического превращения аустенита принималась равной $300-500^{\circ}\text{C}$.

Установлено, что последовательное повышение степени деформации переохлажденного аустенита от 30 до 75% вносит существенные изменения в структурное состояние стали по сравнению с обычной закалкой. Однако рост степени упрочнения стали невелик, что связано с сильным увеличением количества остаточного аустенита. Использование дробной

пластичности деформации с большими суммарными обхватами способствует получению более высокого комплекса механических свойств.

Одним из факторов, повышающих прочность стали после НТМО, является деформационное упрочнение аустенита, от которого мартенсит наследует дислокационную субструктуру с повышенной плотностью дефектов строения.

Определялись свойства переохлажденного аустенита в условиях испытания на растяжение. Установлено, что пластичность аустенита с повышением содержания углерода при 6% Мп снижается, что связано с большей его гетерогенностью. Увеличение содержания марганца и углерода повышает степень деформационного упрочнения переохлажденного аустенита. С повышением температуры деформации при НТМО от 300 до 500°C прочностные свойства заметно возрастают, а при снижении температуры падают, что связано с изменением способности переохлажденного аустенита к мартенситному превращению.

Изучение влияния деформации при различных температурах НТМО показало, что она в разной степени влияет на полноту мартенситного превращения, что, вероятно, объясняется наличием субструктуры аустенита, которую наследует мартенсит. В условиях НТМО при 500°C происходит более значительное перераспределение дислокаций при одновременном течении процесса релаксации пиковых напряжений, чем при 400°C и особенно при 300°C. Характер распределений дефектов строения как в субграницах, так и во всех субзернах — неодинаков и зависит от температуры деформации, о чем свидетельствуют данные микроанализа. Так, если после НТМО при 300°C в зернах аустенита видны многочисленные пересекающиеся полосы скольжения, т.е. участки с повышенной плотностью дефектов, которые сообщают стали повышенную твердость и малый запас пластичности, то после НТМО при 500°C локализация деформации значительно меньше не только в субграницах, но и во всех субзернах, что и определяет повышенную пластичность, правда, при несколько пониженной твердости.

5. Исследование деформационного старения хромо-марганцевокремнистых сталей

Установлено, что деформационное старение после ВТМО с отпуском при 200°C значительно повышает прочностные свойства и особенно предел текучести. Так, у сталей 40Х31С и 40Х3Г3С он повышается на 60 и 85 кг/мм², у сталей 32Х3Г6С и 40Х3Г6С — на 100 и 200 кг/мм², соответственно. Резкое возрастание предела текучести в значительной степени связано с превращением остаточного аустенита в мартенсит деформации при испытании на растяжение и зависит от развития про-

цесса деформационного старения в сталях. Применение обработки холодом после ВТМО приводит в результате деформационного старения к большему упрочнению.

Аналогичные закономерности изменения свойств в результате деформационного старения наблюдаются и после предварительной обработки по схеме НТМО с отпуском при 200°C , хотя уровень свойств прочности и пластичности в этом случае несколько ниже, чем после предварительной ВТМО. Учитывая присутствие остаточного аустенита в сталях после НТМО, можно предположить, что указанная особенность деформационного упрочнения объясняется тем, что коэффициент упрочнения аустенита меньше, чем мартенсита.

Уровень механических свойств после деформационного старения зависит от степени и способа выполняемой при этом деформации. Максимальные значения пределов прочности и текучести сталей 32ХЗГ6С и 40ХЗГ6С обеспечиваются после деформации растяжением (удлинение 3%) и при прокатке (обжатие 15%). При этом свойства пластичности остаются на достаточном уровне (6-8%).

Исследованием влияния деформационного старения на склонность сталей к хрупкому разрушению установлено, что при малых степенях деформации прокатки (3-5%) сохраняются исходные значения $\sigma_{\text{н}}$ и $\sigma_{\text{л}}$, при сильном росте упрочнения. Однако при больших степенях деформации склонность к хрупкому разрушению возрастает, что особенно заметно на сталях типа 40ХЗГ6С.

Теплая деформация сталей при 200 и 300°C в процессе деформационного старения за счет ее большей равномерности при одновременном течении процесса релаксации пиковых напряжений обеспечивает повышенную пластичность и вязкость.

Изучено влияние деформационного старения сталей на структурные изменения в зависимости от степени и температуры пластической деформации. Установлено, что присутствующий в сталях наряду с мартенситом остаточный аустенит, обладающий высокой устойчивостью к мартенситному превращению, в результате деформации и отпуска претерпевает деформационное старение, о чем свидетельствуют наблюдающиеся структурные изменения, аналогичные мартенситу.

6. Исследование кавитационной стойкости.

Изучение кинетических кривых эрозии исследуемых сталей с разным содержанием углерода после термической и термомеханической обработки позволило установить, что наибольшая степень интенсивного эрозионного разрушения наблюдается у стали с 0,3% С. При повышении

содержания углерода в стали до 0,4% - степень эрозионного разрушения снижается примерно в 2 раза, в стали с 0,5% С как существенно изменяется процесс эрозии: разрушение протекает с низкими скоростями, потери веса уменьшаются в 5 раз, причем стадия интенсивного разрушения в течение принятого времени испытаний не наблюдалась.

Гидроэрозионное разрушение носит обычно локальный характер и поэтому предполагалось, что применение ТМО, обеспечивающее высокое и равномерное упрочнение в микро-объемах, повышает кавитационную стойкость стали. Изучение влияния упрочнения в различных ее вариантах на сталях различной легированности в результате ТМО действительно привело к повышению кавитационной стойкости стали.

Установлено, что ТМО по сравнению с обычной термической обработкой увеличивает продолжительность инкубационного периода - значительно снижает степень развития стадии интенсивного разрушения. Особенно сильное влияние оказывает ВТМО и НТМО (при 5 °С) на повышение гидроэрозионной стойкости стали типа 40Х3Г6С: потери веса уменьшались почти в 2 раза, причем развития периода интенсивного разрушения не обнаруживалось.

Показано, что деформационное старение стали после предшествующей ТМО резко снижает сопротивляемость исследуемой стали микроударному воздействию по сравнению с соответствующими исходными упрочненными состояниями.

Показано, что кинетика кавитационного разрушения стали после деформационного старения характеризуется значительным развитием стадии интенсивного разрушения. Можно предположить, что причина отрицательного воздействия холодной пластической деформации в цикле деформационного старения на кавитационную стойкость заключается в существенном снижении механической стабильности исходных дислокационных структур. В итоге, сталь приобретает низкую кавитационную стойкость. Таким образом, для получения оптимальной эрозионностойкой структуры определяющее значение имеет не столько повышение плотности дислокаций, а сколько стабильность систем дислокаций в условиях последующего механического воздействия.

Установлено, что на кавитационную стойкость хромомарганцевокремнистой стали существенное влияние оказывает легирование ее марганцем. С одной стороны, увеличение количества марганца повышает способность аустенита к упрочнению при ТМО, по-видимому, благодаря снижению энергии дефектов упаковки, что, в свою очередь, значительно уменьшает сопротивляемость микроударному воздействию, с другой стороны - с ростом концентрации марганца увеличивается стабильность остаточ-

ного аустенита к мартенситному превращению и поэтому уменьшается степень его превращения при кавитационном воздействии и, соответственно, снижается кавитационная стойкость стали.

Показано, что легирование стали марганцем в пределах 3-6% в сочетании с термомеханической обработкой способствует получению как высокопрочной мартенситной структуры, так и относительно механически нестабильного остаточного аустенита, который в процессе кавитационного воздействия превращается в высокоэрозионностойкий мартенсит деформации. Независимо от содержания углерода и стали и количества остаточного аустенита превращение последнего в мартенсит протекает при микроударном воздействии до конца, и поэтому кавитационная стойкость стали повышается.

Установлены особенности кавитационного разрушения хромомарганцевокремнистых сталей после ВТМО и НТМО и деформационного старения. Разрушение исследуемых сталей существенно отличается от разрушения известных кавитационностойких сталей и происходит значительно медленнее, особенно у стали с повышенным содержанием углерода (50ХЗГ6С), без образования глубоких кратеров, при последовательном и равномерном вовлечении в этот процесс новых участков поверхностных слоев стали.

Проведены натурные испытания деталей, работающих не только в жестких условиях кавитационного воздействия, но и в тяжелых условиях гидроабразивной эрозии, которые показали высокую гидроабразивную стойкость, и выданы рекомендации по использованию разработанных сталей и режимам упрочняющих обработок.

Выводы.

1. Исследовано влияние легирования марганцем (1-8%) и углерода (0,3-0,5%) при постоянном содержании хрома (3%) и кремния (1%), а также упрочняющих обработок на особенности процессов превращений и свойства хромомарганцевокремнистых сталей.

2. Определены критические температуры фазовых превращений и режимы аустенизации сталей и установлено, что в сталях с повышенным содержанием марганца снижается температура порога роста зерна аустенита. Дополнительное микролегирование Nb, V, Ti, Zr и Mo исследуемых сталей позволяет повысить их температурный порог роста зерна на 100-150°C.

3. Показано, что с ростом содержания марганца и углерода увеличивается устойчивость переохлажденного аустенита: растет инкубационный период распада в перлитной области и снижается скорость этого

превращения. В итоге, уменьшается критическая скорость закалки и возрастает прокаливаемость.

4. Определено влияние концентрации углерода и марганца на уровень механических свойств хром-марганцевокремнистых сталей после двойной термической обработки. Так, увеличение содержания марганца от 1 до 3% в стали в низкоотпущенном состоянии повышает прочностные свойства при сохранении пластичности и вязкости. Увеличение концентрации марганца до 6% приводит к сильному росту склонности стали к хрупким разрушениям, особенно при повышенной концентрации углерода, что связано с ростом хрупкости мартенсита и с превращением остаточного аустенита при отпуске в хрупкий мартенсит. При температуре отпуска 300-400°C с ростом концентрации марганца усиливается необратимая хрупкость. После отпуска при 450-550°C - хрупкость резко возрастает. При повторном отпуске эта хрупкость резко уменьшается за счет распада мартенсита, образовавшегося при охлаждении от температуры первого отпуска.

5. Изучено влияние пластической деформации после охлаждения аустенита на кинетику его превращения и установлено, что пластическая деформация: повышает в стали с повышенным содержанием углерода температуру минимальной устойчивости в перлитной области, уменьшает устойчивость аустенита, сокращая инкубационный период перлитного превращения и ускоряя развитие этого превращения тем в большей степени, чем ниже концентрация углерода и марганца.

6. Показано, что ВТМО и особенно НТМО сильно снижает степень превращения аустенита в мартенсит при охлаждении до 20°C и при обработке холодом. Это влияние тем значительнее, чем выше содержание в стали углерода и марганца, что связано с ростом плотности дефектов строения, формирующих субструктуру исходного аустенита.

ВТМО и НТМО снижают температуру превращения остаточного аустенита в мартенсит при обработке холодом и степень этого превращения при дальнейшем охлаждении вплоть до -196°C. Скорость изотермического превращения остаточного аустенита в мартенсит при низких температурах также зависит от состояния его субструктуры. После ВТМО и особенно НТМО эта скорость резко снижается и при том наиболее сильно в стали с повышенным содержанием углерода и марганца.

Доказано, что ВТМО и НТМО повышают упрочнение мартенсита за счет роста плотности дефектов строения и поэтому даже при сильно возросшем количестве остаточного аустенита твердость стали выше, чем после обычной закалки.

7. Установлено, что в процессе отпуска изотермическое превращение остаточного аустенита наблюдается только при повышенных температурах ($500-600^{\circ}\text{C}$) с образованием структуры перлитного типа и лишь в очень ограниченной степени. В основном, превращение остаточного аустенита происходит при охлаждении от температур высокого отпуска с образованием мартенсита. Относительная степень превращения остаточного аустенита зависит от его исходного состояния.

8. Установлено, что устойчивость остаточного аустенита стали после ВТМО после нагрева до температур перлитного превращения меньше, чем переохлажденного аустенита. Наименьшая устойчивость остаточного аустенита - после предварительной НТМО, что связано с наибольшей плотностью дефектов строения, наследуемых этим остаточным аустенитом.

9. Показано, что под действием дополнительной холодной пластической деформации (растяжение или прокатка) и последующего отпуска в цикле обработки на деформационное старение мартенсита количество остаточного аустенита не изменяется. Доказано, что дополнительная деформация (после предварительной обработки на деформационное старение) в процессе последующих испытаний на растяжение сильно снижает количество остаточного аустенита, что и ведет к резкому повышению свойств прочности - особенно предела текучести.

10. Показано, что наследование дефектов, созданных в процессе предварительным ВТМО и значит льно в меньшей степени - после НТМО, даже после порционной аустенитизации влияет на устойчивость переохлажденного аустенита в верхней области температур. Инкубационный период превращения в перлитной области после предварительной ВТМО с последующей повторной аустенитизацией больше, чем после НТМО или предварительной закалки. Это свидетельствует о высокой термической устойчивости субструктуры, созданной ВТМО, и низкой их устойчивости после НТМО или обычной закалки.

11. Установлено, что повторная аустенитизация после предварительной обработки по схеме: закалка или НТМО, холодная пластическая деформация и отпуск (деформационное старение) полностью устраняет упрочнение, достигаемое при ВТМО.

12. Установлено влияние температуры аустенитизации и температуры деформации в условиях ВТМО (объем деформации 50%) на структуру и свойства стали. Показано, что ВТМО обеспечивает более высокий комплекс свойств, чем обычная закалка, несмотря на наличие в первом случае большого количества остаточного аустенита.

13. Установлены зависимости механических свойств хромомарганцевокремнистых сталей разной легированности и с разным содержанием углерода после обычной закалки, ВТМО и НТМО. Показано, что с ростом содержания марганца уменьшается степень разупрочнения при последующем отпуске независимо от принятого метода упрочнения — закалки или ТМО.

14. Определены особенности структуры стали после НТМО. Показано, что в процессе отпуска (до 400°C) стали после НТМО наблюдается более замедленное разупрочнение, чем после закалки, что связано с более замедленным выделением карбидов при распаде мартенсита, поскольку атомы углерода сильнее связаны с дефектами строения.

15. Показано, что после деформационного старения особенно резко возрастает предел текучести, за счет частичного превращения остаточного аустенита при испытании на растяжение, и сравнительно мало — предел прочности. Характеристики пластичности снижаются и при этом тем сильнее, чем меньше было в стали исходного количества остаточного аустенита. Прочностные свойства после деформационного старения выше в том случае, если предварительно применялась обработка холодом.

16. Показано, что деформационное старение хромомарганцевокремнистых сталей в условиях деформации прокаткой как при комнатной так и при 200°C практически обеспечивают такой же уровень упрочнения как и деформация растяжением, но при большей пластичности.

17. Исследована структурная картина кинетики микроударного разрушения и показано, что в хромомарганцевокремнистых сталях типа 50Х3Г6С разрушение происходит равномерно в отличие от стали Х18Н9Т и известной кавитационностойкой стали 25Х14Г8Т.

18. Установлено, что кавитационная стойкость (сопротивление струеударному разрушению) хромомарганцевокремнистых сталей тем выше, чем выше в них содержание углерода (до 0,5%) и марганца до 6%. Наибольшая стойкость сталей достигается после ВТМО и еще несколько выше — после НТМО. Деформационное старение за счет снижения механической стабильности субструктуры, созданной при ВТМО или НТМО, сильно уменьшает кавитационную стойкость. В процессе микроударного воздействия относительно механически нестабильный остаточный аустенит превращается в более прочный мартенсит деформации при интенсивной релаксации микронапряжений, возникающих при этом воздействии, что повышает кавитационную стойкость.

19. Проведены натурные испытания деталей проточной части сепаратора льяльных вод, работающих в тяжелых условиях гидробразивного

износа. Испытания показали, что сталь типа 40ХЗГ6С, обработанная по оптимальному режиму: ВТМО, высокий отпуск, повторная аустенитизация при 850°C , обработка холодом при -70°C и отпуск при $250-300^{\circ}\text{C}$, обладает высокой гидроабразивной стойкостью. Выданы рекомендации на применение разработанной стали для деталей, работающих в жестких условиях гидроабразивного изнашивания.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. А.А.Челышева, Д.А.Прокошкин, А.Г.Рахштадт и др. Исследование гидроэрозивной стойкости высокопрочных хромомарганцевокремнистых сталей. Известия ВУЗов № 1. Машиностроение, 1970г. стр. 117-122.

2. Д.А.Прокошкин, А.А.Челышева, Я.Б.Гуревич, А.Г.Рахштадт. Влияние предшествующей термомеханической обработки, температуры и способа деформации при деформационном старении мартенсита на свойства хромомарганцевокремнистых сталей. Сб. "Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов" № 2, МДНТП, 1971, стр. 162-170.

3. А.А.Челышева, Я.Б.Гуревич, Д.А.Прокошкин, А.Г.Рахштадт, В.В.Фомин. Влияние легирования термической и термомеханической обработки на механические свойства конструкционных хромомарганцевокремнистых сталей. Сб. "Влияние легирования и условий термической обработки на прочность, надежность и долговечность сталей для машиностроения". МДНТП, 1970 г. стр. 61-65.

4. А.Г.Рахштадт, А.А.Челышева, Я.Б.Гуревич, М.П.Титов. Влияние термической и термомеханической обработки на особенности мартенситного превращения в среднеи высоколегированных хромомарганцевокремнистых сталях". Сб. Научные основы технологии и прогрессивные технологические процессы в машино- и приборостроении. МВТУ им. Баумана, 1970г. стр. 55-58.

